

[First Hit](#)[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)☐

Generate Collection

Print

L7: Entry 17 of 23

File: JPAB

Feb 20, 1990

PUB-NO: JP402050915A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 02050915 A

TITLE: PRODUCTION OF LOW ALLOY HIGH TENSION SEAMLESS STEEL PIPE HAVING FINE GRAINED STRUCTURE

PUBN-DATE: February 20, 1990

INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

YAGI, AKIRA

ASAHI, HITOSHI

UENO, MASAKATSU

TERASAWA, TOMIO

US-CL-CURRENT: 148/593

INT-CL (IPC): C21D 8/10; C22C 38/00; C22C 38/12; C22C 38/54

ABSTRACT:

PURPOSE: To produce a high tension seamless steel pipe having fine grained structure and excellent sulfide stress cracking resistance and low temp. toughness by controlling the steel components and hot-rolling condition at the time of producing the seamless steel pipe with low alloy steel.

CONSTITUTION: The low alloy steel containing 0.05-0.35wt.% C, 0.01-0.5% Si, 0.13-1.5% Mn, <0.01% S, <0.02% P, 0.050-0.4% Mo and 0.005-0.1% Al or further, one or more kinds of the specific contents among Cr, Ni, V, Ti and B and singly or complexly containing one or more kinds of rare earth element, Ca, Co and Cu in $\geq 1200^{\circ}\text{C}$, is hot-piercing-continuous-rolled and the hollow raw pipe, which the temp. is lowered at the temp. of Ar3-Ar1 points in the last process, is heated and after raising the temp. in the temp. range of Ac3-Ac3 + 100°C, the hot-finishing-rolling is executed at the temp. of \geq Ar3 point + 50°C to the finishing temp. The finished steel pipe obtd. in such way, is quenched from the temp. of \geq Ar3 point and successively, tempering treatment is executed at the temp. of \geq Ac1 point. The high tension seamless steel pipe having fine grained structure and various excellent characteristic, is produced.

COPYRIGHT: (C)1990, JPO&Japio

[Previous Doc](#)[Next Doc](#)[Go to Doc#](#)

⑫ 公開特許公報(A) 平2-50915

⑤ Int. Cl.⁵ 識別記号 庁内整理番号 ⑬ 公開 平成2年(1990)2月20日
 C 21 D 8/10 A 7371-4K
 // C 22 C 38/00 3 0 1 A 7047-4K
 38/12
 38/54

審査請求 未請求 請求項の数 4 (全6頁)

⑭ 発明の名称 細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管の製造法

⑰ 特 願 昭63-198827

⑱ 出 願 昭63(1988)8月11日

⑲ 発 明 者 八 木 明 福岡県北九州市八幡東区枝光1-1-1 新日本製鐵株式
 会社八幡製鐵所内
 ⑲ 発 明 者 朝 日 均 福岡県北九州市八幡東区枝光1-1-1 新日本製鐵株式
 会社八幡製鐵所内
 ⑲ 発 明 者 上 野 正 勝 福岡県北九州市八幡東区枝光1-1-1 新日本製鐵株式
 会社八幡製鐵所内
 ⑲ 発 明 者 寺 沢 富 雄 福岡県北九州市八幡東区枝光1-1-1 新日本製鐵株式
 会社八幡製鐵所内
 ⑲ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
 ⑲ 代 理 人 弁理士 矢 野 知之 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

細粒化組織の低合金高張力鋼シームレス鋼管の製造法

2. 特許請求の範囲

1. 温度1200℃以上に加熱された

C: 0.05~0.35% (重量%, 以下同じ)、

Si: 0.01~0.5%,

Mn: 0.15~1.5%,

S: 0.01%以下、

P: 0.02%以下、

Mo: 0.05~0.4%,

Al: 0.005~0.1%、

を含有して残部が実質的にFeからなる鋼片を、熱間穿孔連続圧延の最終過程でAr₃~Ar₁点の温度に降下した中空素管を該温度より高いAc₃~Ac₃+100℃温度に加熱して仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管をAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いてAc₁点以下の温度に加熱して

冷却する焼戻処理を施すことを特徴とする細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管の製造法。

2. 温度1200℃以上に加熱された

C: 0.05~0.35%、

Si: 0.01~0.5%、

Mn: 0.15~1.5%、

S: 0.01%以下、

P: 0.02%以下、

Mo: 0.05~0.4%、

Al: 0.005~0.1%、

を含有しさらに

Cr: 0.1~1.5%、Ni: 0.1~2.0%、V:

0.01~0.1%、Ti: 0.01~0.1%、B: 0.0003

~0.003%の1種または2種以上を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を、熱間穿孔連続圧延の最終過程でAr₃~Ar₁点の温度に降下した中空素管を該温度より高いAc₃~Ac₃+100℃温度に加熱して仕上温度がAr₃点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管をAr₃点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続

いて A_{c1} 点以下の温度に加熱して冷却する熱戻処理を施すことを特徴とする細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管の製造法。

3. 温度1200℃以上に加熱された

C : 0.05~0.35%、

Si : 0.01~0.5 %、

Mn : 0.15~1.5 %、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Mo : 0.05~0.4 %、

Al : 0.005 ~ 0.1 %

を含有しさらに、

希土類元素 : 0.001 ~ 0.05%、Ca : 0.001 ~ 0.02%、Co : 0.05~0.5 %、Cu : 0.1 ~ 0.5 %の1種または2種以上を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を、熱間穿孔連続圧延の最終過程で A_{r3} ~ A_{r1} 点の温度に降下した中空素管を該温度より高い A_{c3} ~ $A_{c3} + 100$ ℃温度に加熱して仕上温度が A_{r3} 点 + 50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を A_{r3} 点以上の温

3

間穿孔連続圧延の最終過程で A_{r3} ~ A_{r1} 点の温度に降下した中空素管を該温度より高い A_{c3} ~ $A_{c3} + 100$ ℃温度に加熱して仕上温度が A_{r3} 点 + 50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を A_{r3} 点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いて A_{c1} 点以下の温度に加熱して冷却する熱戻処理を施すことを特徴とする細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管の製造法。

3. 発明の詳細な説明

[産業上の利用分野]

本発明は、細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管の製造法に関するものである。

[従来の技術]

熱延シームレス鋼管で細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管を得るには、例えば特開昭52-77813号公報のように熱間粗圧延した中空素管を強制的に一旦鋼の温度を A_{r1} 点以下に下げて再度オーステナイト化温度に加熱し引続き行う仕上圧延を終了後直ちに急冷し焼入-焼戻するか、或い

度から急冷する焼入処理を施し、続いて A_{c1} 点以下の温度に加熱して冷却する熱戻処理を施すことを特徴とする細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管の製造法。

4. 温度1200℃以上に加熱された

C : 0.05~0.35%、

Si : 0.01~0.5 %、

Mn : 0.15~1.5 %、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Mo : 0.05~0.4 %、

Al : 0.005 ~ 0.1 %

を含有しさらに、

Cr : 0.1 ~ 1.5 %、Ni : 0.1 ~ 2.0 %、V : 0.01~0.1 %、Ti : 0.01~0.1 %、B : 0.0003 ~ 0.003 %の1種または2種以上と、希土類元素 : 0.001 ~ 0.05%、Ca : 0.001 ~ 0.02%、Co : 0.05~0.5 %、Cu : 0.1 ~ 0.5 %の1種または2種以上、を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を、熱

4

は通常の仕上圧延終了後再加熱焼入-焼戻する方法があった。

[発明が解決しようとする課題]

しかしながら、いずれの方法も熱効率上の問題のほかに製造工程が煩雑となる欠点があった。一方、これまでの熱延シームレス圧延後の直接焼入処理ではオーステナイト結晶粒度がASTM No. 1 ~ 6と粗粒であり、且つバラツキが大きいため細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管が得られない問題があった。

[課題を解決するための手段]

本発明者は、細粒化組織の低合金高張力シームレス鋼管さらには硫化物応力割れ(以下、SSCと記す。)性の優れたSML(シームレス)鋼管を製造することを目的に多くの実験を行い検討した結果、鋼成分、熱間圧延条件を制御することによって細粒高張力シームレス鋼管が製造されることを知見した。

本発明は、この知見に基づいて構成したもので、その要旨は、

温度1200℃以上に加熱された

C : 0.05~0.35 %、

Si : 0.01~0.5 %、

Mn : 0.15~1.5 %、

S : 0.01%以下、

P : 0.02%以下、

Mo : 0.05~0.4 %、

Al : 0.005 ~0.1 %

を含有し、さらに必要によっては

Cr : 0.1 ~1.5 %、Ni : 0.1 ~2.0 %、V : 0.01

~0.1 %、Ti : 0.01~0.1 %、B : 0.0003~0.00

3 %の1種または2種以上と

希土類元素 : 0.001 ~0.05%、Ca : 0.001 ~0.02

%、Co : 0.05~0.5 %、Cu : 0.1 ~0.5 %の1種

または2種以上

を含有し残部が実質的にFeからなる鋼片を熱間穿孔連続圧延の最終過程で $Ar_3 \sim Ar_1$ 点の温度に低下した中空素管を該温度より高い $Ac_3 \sim Ac_1 + 100$ ℃温度に加熱して仕上温度が Ar_3 点+50℃以上の熱間仕上圧延を施して得られた仕上鋼管を

7

易く有害な成分としてその含有量を0.02%以下とした。

SはMnS系介在物を形成して熱間圧延で延伸し低温靱性に有害な成分としてその含有量を0.02%以下とした。

Moは、強度の上昇、靱性の改善等に有効である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、しかも非常に高価であるため0.05~0.4%とした。

Alは、Siと同様脱酸剤が残存したもので、鋼中の不純物成分として含まれるNと結合して結晶粒の成長を抑えて鋼の遷移温度を低下させて低温靱性を改善する。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して鋼の性質を脆化するため0.005 ~0.1%とした。

上記の成分組成の鋼でさらに鋼の強度を高める場合Cr等の成分を必要に応じて選択的に添加する。Cr、Ni、Vは、鋼の焼入性を増して、強度を高めるために添加するものである。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎてもその効果が飽和し、

Ar_3 点以上の温度から急冷する焼入処理を施し、続いて Ac_1 点以下の温度に加熱して冷却する熱戻処理を施す細粒化組織の低合金高強力シームレス鋼管の製造法である。

〔作用〕

以下本発明の製造方法について詳細に説明する。

まず、本発明において上記の様な鋼成分に限定した理由について説明する。

CおよびMnは、焼入効果を増して強度を高め降伏点 $60 \sim 80 \text{ kgf/mm}^2$ の高強力鋼を安定して得るためおよび細粒化を図るため重要である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると焼割れを誘発する原因となるため、それぞれ0.05~0.35%、0.15~1.5%とした。

Siは、脱酸剤が残存したもので強度を高める有効な成分である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して鋼の性質を脆化するため0.01~0.5%とした。

Pは、粒界偏析を起こして加工の際き裂を生じ

8

しかも非常に高価であるためそれぞれ0.01~1.5%、0.1~2.0%、0.01~0.1%とした。

Tiは、鋼中の不純物成分として含まれるNと結合して結晶粒の成長を抑えて強度を高めると共に、脱酸、脱窒の作用からBによる焼入性を発揮させる。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎるとTiCを析出して鋼を脆化し、また介在物を増加し鋼の性質を脆化するため0.01~0.1%とした。

Bは、焼入性を著しく向上せしめて強度を高める。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎても効果は変わらず、靱性や熱間加工性を劣化させるので0.0003~0.003%とした。

さらに本発明は、近年のシームレス鋼管の使用環境を鑑み上記の成分組成で構成される鋼SSCを改善するために希土類元素等の成分を必要に応じて選択的に添加する。希土類元素、Caは、介在物の形態を球状化させて無害化する有効な成分である。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎると介在物を増加して耐SSC性を低下させるのでそれぞれ0.001 ~0.05%、0.001 ~0.02%とした。

Co、Cuは、鋼中への水素侵入抑制効果があり耐SSC性に有効に働く。少な過ぎるとその効果がなく、多過ぎるとその効果が飽和するためそれぞれ0.05~0.5%、0.1~0.5%とした。

次に熱間穿孔連続圧延の最終過程の圧延条件を上記のように限定した理由について説明する。

上記の様な成分組成の鋼は転炉、電気炉等の溶解炉であるいはさらに真空脱ガス処理を経て溶製され、連続鋳造法または造塊分塊法で鋼片を製造する。鋼片は、直ちにあるいは一旦冷却された後1200℃以上の温度に加熱する。加熱温度は、熱間穿孔連続圧延の前にほとんどのC、Cr、V、Ti等を固溶させておくために十分高くしておかねばならない。この温度は本発明の成分範囲内であれば1200℃以上の温度で全て固溶し、また熱間成形加工能率上なら支障を生じないのでその加熱温度は1200℃以上とした。

高温度に加熱された鋼片は熱間穿孔連続圧延機に搬送され、目標の外径、肉厚に圧延されて中空素管に粗成形する。この圧延は製造された鋼管の

1 1

は通常の二次再結晶による粗大化温度にくらべ著しく低い温度で粗大化が起こると考えられる。よって、熱間穿孔連続圧延後の再加熱温度は $A_{c3} + 100$ ℃の温度以下に限定した。

また、熱間最終仕上温度についてはあまり低くなると高強度を得るために必要とされる焼入時の完全 γ 状態が確保できないため A_{r3} 点+50℃とした。焼入処理開始温度は、十分な焼入組織を確保し必要とする強度を得るため A_{r3} 点以上とした。焼入時の冷却速度は特に限定しないが空冷より速い速度とする。焼戻温度は、強度および靱性の安定化を確保する必要から A_{c1} 点以下とした。その加熱方法については特に限定しない。

以上の製造条件で得られる鋼は粗大粒を含むことなく細粒化組織の高張力シームレス鋼管の製造に有効である。

[実施例]

次に本発明の実施例について説明する。

第1表は転炉で溶製し連続鋳造を経て製造された鋼片を熱間穿孔連続圧延後再加熱してその後熱

材質に大きな影響を及ぼすもので、図は直接焼入処理後のオーステナイト（以下、 γ と記す。）粒度に及ぼす熱間穿孔連続圧延後の再加熱温度の影響を示したものである。再加熱温度が A_{c3} 点+100℃以上では、直接焼入処理後の γ 粒度はASTM No.1程度に粗大化する。従って γ 粒の粗大化を防止するには熱間穿孔連続圧延後の再加熱温度は $A_{c3} \sim A_{c3} + 100$ ℃温度にすることが必要である。

このような加熱温度の影響については、本発明者らの推測によると、現状の熱間穿孔連続圧延工程でやむをえず該素管の温度が $A_{r3} \sim A_{r1}$ 点に降温し $\alpha + \gamma$ の二相状態となり、その後 A_{c3} 点以上の温度に加熱されると熱間穿孔連続圧延の最終工程が比較的低温度で小さい圧下量の下では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態した逆変態 γ 粒が加熱された未変態 γ 粒へ粒界移動を起こし粗大化組織となると考えられる。

すなわち、熱間穿孔連続圧延の最終工程で圧下量が比較的小さい場合、再加熱で $\alpha \rightarrow \gamma$ へ逆変態した γ 粒が未変態 γ 粒へ粒界移動を起こし、 γ 粒

1 2

間最終仕上圧延を行って直接焼入-焼戻した鋼管の強度、靱性、 γ 粒度および耐SSC性を示す。尚、耐SSC性はNACE TM01-77に従って定荷重方式により σ_{th} (Threshold Stress)を求めて評価した。

本発明によって製造された鋼管は、高強度を有しかつ従来法に比し γ 粒度は微細であり高靱性が得られ耐SSC性は σ_{th} で0.2 σ_y 以上向上することがわかる。

表 1

鋼種	化 学 成 分 (wt%)													YS (kgf/mm ²)	TS (kgf/mm ²)	vtrs (℃)	数値 ASTM No	R _o (%th YS)			
	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Cr	Ni	V	Ti	B	Ce						Ca	Co	Cu
本 発 明	1	0.28	0.27	1.50	0.011	0.005	0.031	0.40			0.021	0.0001					83.0	91.3	-35	7.0	0.80
	2	0.19	0.22	0.64	0.015	0.001	0.027	0.35			0.025	0.0001					74.2	81.4	-40	7.2	0.90
	3	0.20	0.21	0.55	0.015	0.001	0.029	0.35	0.24		0.021	0.0001					74.2	84.7	-40	6.8	0.90
	4	0.21	0.40	0.54	0.015	0.002	0.022	0.34	0.97		0.020	0.0001					71.8	84.6	-45	7.2	0.80
	5	0.20	0.41	0.53	0.016	0.001	0.029	0.35	0.23	0.50	0.022	0.0001					76.7	84.1	-40	7.0	0.95
	6	0.20	0.21	0.58	0.015	0.001	0.027	0.34	0.24	0.90	0.023	0.0001					75.5	83.1	-45	7.2	0.95
	7	0.23	0.10	0.55	0.015	0.002	0.029	0.34	0.20		0.06	0.023	0.0001				73.4	83.2	-35	7.2	0.90
	8	0.20	0.18	0.51	0.015	0.001	0.024	0.35	0.24		0.06	0.022	0.0001	0.020			71.7	81.0	-30	7.3	0.90
従 来 法	9	0.20	0.16	0.54	0.013	0.001	0.028	0.29	0.23		0.06	0.020	0.0001		0.004		72.7	80.0	-40	7.1	0.95
	10	0.22	0.21	0.55	0.015	0.001	0.026	0.35	0.22		0.022	0.0001			0.18		74.1	83.6	-50	7.3	0.90
	11	0.20	0.21	0.54	0.015	0.001	0.029	0.33	0.33		0.021	0.0001				0.36	75.4	82.2	-40	7.5	0.95
	12	0.10	0.21	1.35	0.012	0.002	0.021	0.35	0.24		0.021	0.0001					53.4	64.3	-40	7.0	0.90
	13	0.20	0.09	1.34	0.014	0.002	0.021	0.10	0.12	0.15	0.020	0.0001	0.004				73.4	85.5	-45	7.5	0.90
	14	0.20	0.09	1.39	0.014	0.002	0.021	0.10	0.12	0.15	0.020	0.0001		0.015	0.08	0.08	72.6	83.3	-45	7.5	0.90
	15	0.19	0.22	0.66	0.015	0.001	0.007	0.09	0.90	0.07	0.025	0.0001					74.2	83.2	-40	7.4	0.95
	16	0.19	0.22	0.64	0.018	0.011	0.027	0.35			0.020	0.0001					75.5	82.7	-35	7.1	0.95
従 来 法	1	0.23	0.21	1.30	0.011	0.003	0.031	0.20			0.021	0.0001					71.3	83.2	-10	1.5	0.60
	2	0.22	0.22	0.85	0.015	0.001	0.027	0.35			0.024	0.0001					73.7	82.8	-0	1.0	0.65
	3	0.20	0.11	0.53	0.015	0.001	0.028	0.33			0.020	0.0001					74.4	83.7	-0	1.0	0.65
	4	0.21	0.20	0.44	0.015	0.001	0.021	0.24	0.06		0.021	0.0001					74.1	83.8	-10	1.0	0.70

[注] 製造条件：転圧→連続焼造（ブルーム）→SM 圧延（加熱温度1250℃、再加熱炉前焼造温度（670℃）A_{rs}→A_{rs}）
再加熱条件（*）：熱時仕上圧延温度（800℃）
再加熱条件（*）：熱時仕上圧延温度（800℃）
再加熱条件（*）：熱時仕上圧延温度（800℃）

〔発明の効果〕

上記のような本発明法によって製造された鋼管は、高強度を有しさらに細粒であるため低温靱性および耐SSC性が優れ、極北の寒冷地や硫化物応力腐食環境において使用される。

4. 図面の簡単な説明

第1図は、直接焼入処理後の γ 粒度に及ぼす熱間穿孔連続圧延後の再加熱温度の影響を示したものである。

特許出願人代理人

弁理士 矢 蓐 知 之

(ほか1名)

16

